

MAGNETIC CORE

Publication number: JP1944370 (C)

Publication date: 1995-06-23

Inventor(s): YAMAUCHI KIYOTAKA, ; YOSHIZAWA KATSUTO, ; NAKAJIMA SUSUMU, ; YAMAUCHI KYOTAKA

Applicant(s): HITACHI METALS LTD

Classification:

- International: H01F1/14; C22C38/00; H01F1/153; H02M9/04; C22C38/00; H01F1/12; H02M9/00

- European: H01F1/153F; H01F1/153S

Application number: JP19870267830 19871023

Priority number(s): JP19870267830 19871023

Also published as:

JP1110707 (A)

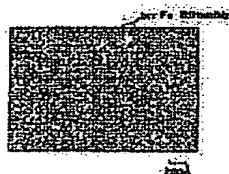
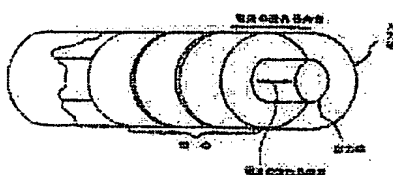
JP6080611 (B)

DE3835986 (A1)

US4871925 (A)

Abstract of JP 1110707 (A)

PURPOSE: To obtain the optimum magnetic switch for a high tension pulse generator having large Bs, small loss of magnetic core, and excellent time stability by a method wherein the ribbon made of an alloy having the composition shown by the formula $(Fe_{1-a}Ma)_{100-x-y-z-\alpha-\beta-\gamma}Cu_xSi_yB_zM'\alpha M''\beta X\gamma$ and mainly composed of the crystal grains of solid solution of fine bccFe. CONSTITUTION: Using the material formed by winding in core shape an iron radical magnetically soft alloy ribbon, consisting of the crystal grain of fine bccFe solid solution having the composition indicated by the formula $(Fe_{1-a}Ma)_{100-x-y-z-\alpha-\beta-\gamma}Cu_xSi_yB_zM'\alpha M''\beta X\gamma$, and also consisting of the alloy having the average grain diameter of 500Angstrom or less when the maximum size of each crystal grain is measured, is used as the magnetic switch of a high tension pulse generating device.; Provided that the M in the above-mentioned formula contains Co and/or Ni, the M' contains Nb, W, Ta, Zr and the like, the M'' contains V, Cr, Mn, Al and the like, the X contains C, Ge, P, Ga, Sb and the like, $a, x, y, z, \alpha, \beta$ and γ satisfy $0 \leq a \leq 0.5$, $0.1 \leq x \leq 3$, $6 \leq y \leq 25$, $3 \leq z \leq 15$, $14 \leq y+z \leq 30$, $1 \leq \alpha \leq 10$, $0 \leq \beta \leq 10$ and $0 \leq \gamma \leq 10$ respectively.



Data supplied from the *espacenet* database — Worldwide

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 01-110707

(43)Date of publication of application : 27.04.1989

(51)Int.Cl.

H01F 1/14
G22C 38/00
H02M 9/04

(21)Application number : 62-267830

(71)Applicant : HITACHI METALS LTD

(22)Date of filing : 23.10.1987

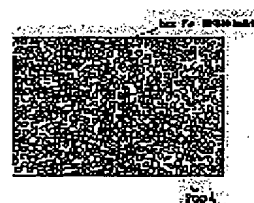
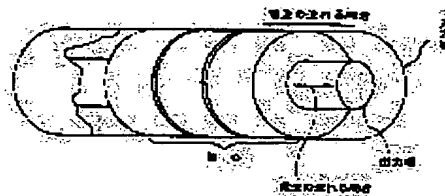
(72)Inventor : YAMAUCHI KIYOTAKA
YOSHIZAWA KATSUTO
NAKAJIMA SUSUMU

(54) MAGNETIC CORE

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain the optimum magnetic switch for a high tension pulse generator having large Bs, small loss of magnetic core, and excellent time stability by a method wherein the ribbon made of an alloy having the composition shown by the formula $(\text{Fe}_{1-a}\text{M}_a)_{100-x-y-z-\alpha-\beta-\gamma}\text{Cu}_x\text{Si}_y\text{B}_z\text{M}'_{\alpha}\text{M}''_{\beta}\text{X}_{\gamma}$ and mainly composed of the crystal grains of solid solution of fine bccFe.

CONSTITUTION: Using the material formed by winding in core shape an iron radical magnetically soft alloy ribbon, consisting of the crystal grain of fine bccFe solid solution having the composition indicated by the formula $(\text{Fe}_{1-a}\text{M}_a)_{100-x-y-z-\alpha-\beta-\gamma}\text{Cu}_x\text{Si}_y\text{B}_z\text{M}'_{\alpha}\text{M}''_{\beta}\text{X}_{\gamma}$, and also consisting of the alloy having the average grain diameter of 500 \AA or less when the maximum size of each crystal grain is measured, is used as the magnetic switch of a high tension pulse generating device. Provided that the M in the above-mentioned formula contains Co and/or Ni, the M' contains Nb, W, Ta, Zr and the like, the M'' contains V, Cr, Mn, Al and the like, the X contains C, Ge, P, Ga, Sb and the like, a, x, y, z, α , β and γ satisfy $0 \leq a \leq 0.5$, $0.1 \leq x \leq 3$, $6 \leq y \leq 25$, $3 \leq z \leq 15$, $14 \leq y+z \leq 30$, $1 \leq \alpha \leq 10$, $0 \leq \beta \leq 10$ and $0 \leq \gamma \leq 10$ respectively.



⑨ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平1-110707

⑤ Int. Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

④ 公開 平成1年(1989)4月27日

H 01 F 1/14
C 22 C 38/00
H 02 M 9/04

3.03

Z-7354-5E
V-6813-4K
Z-8325-5H

審査請求 未請求 発明の数 1 (全15頁)

⑭ 発明の名称 磁 心

⑰ 特 願 昭62-267830

⑱ 出 願 昭62(1987)10月23日

⑲ 発 明 者 山 内 清 隆 埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地 日立金属株式会社磁性材料
研究所内

⑲ 発 明 者 吉 沢 克 仁 埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地 日立金属株式会社磁性材料
研究所内

⑲ 発 明 者 中 島 晋 埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地 日立金属株式会社磁性材料
研究所内

⑲ 出 願 人 日立金属株式会社 東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

明 細 書

1. 発明の名称

磁 心

2. 特許請求の範囲

(1) 組成式:

$(\text{Fe}_{1-a}\text{M}_a)_{100-x-y-z-\alpha-\beta-\gamma} \text{Cu}_x \text{Si}_y \text{B}_z \text{M}'_{\alpha} \text{M}''_{\beta} \text{X}_{\gamma}$
(原子%)

(ただし、MはCo及び/又はNiであり、M'はNb,
W, Ta, Zr, Hf, Ti 及びMoからなる群から選ばれ
た少なくとも1種の元素、M''はV, Cr, Mn, Al,
白金族元素、Sc, Y, 希土類元素、Au, Zn, Sn,
Reからなる群から選ばれた少なくとも1種の元素、
XはC, Ge, P, Ga, Sb, In, Bi, Asからなる群か
ら選ばれた少なくとも1種の元素であり、a, x,
y, z, α , β 及び γ はそれぞれ

$0 \leq a \leq 0.5$, $0.1 \leq x \leq 3$, $6 \leq y \leq 25$,

$3 \leq z \leq 15$, $14 \leq y+z \leq 30$, $1 \leq \alpha \leq 10$,

$0 \leq \beta \leq 10$, $0 \leq \gamma \leq 10$ を満たす。)

により表わされる組成を有し、組織の少なくとも
50%が微細なbcc Fe固溶体の結晶粒からなり、

各結晶粒の最大寸法で測定した粒径の平均が500
 μm 以下である合金から成る鉄基軟磁性合金リボン
を回してコア形状となし高電圧パルス発生装置の
磁気スイッチとして用いることを特徴とする磁心。

(2) 特許請求の範囲第1項に記載の磁気スイッ
チ用の磁心において前記合金が

$0 \leq a \leq 0.1$, $0.5 \leq x \leq 2$, $10 \leq y \leq 25$,

$3 \leq z \leq 12$, $18 \leq y+z \leq 28$, $2 \leq \alpha \leq 8$,

の関係を有することを特徴とする磁心。

(3) 特許請求の範囲第1項ならびに第2項に記
載の磁気スイッチ用の磁心において前記bcc Fe固
溶体結晶粒の周囲が非晶質主体の相からなる合金
から形成されたことを特徴とする磁心。

(4) 特許請求の範囲第1項ならびに第2項に記
載の磁気スイッチ用磁心において前記合金組織が
実質的に微細な結晶粒からなる合金から形成され
たことを特徴とする磁心。

(5) 特許請求の範囲第1項ならびに第4項に記
載の磁気スイッチ用磁心においてM'がNbである
ことを特徴とする磁心。

(6) 飽和磁歪 λ_s が $+5 \times 10^{-6} \sim -5 \times 10^{-6}$ の範囲にある合金から形成されたことを特徴とする特許請求の範囲第1項乃至第6項に記載の磁心。

(7) 板厚が $5 \mu\text{m} \sim 25 \mu\text{m}$ の合金薄帯から形成されていることを特徴とする特許請求の範囲第1項乃至第6項に記載の磁心。

(8) 前記合金薄帯表面の1部または全面に絶縁層が形成されていることを特徴とする特許請求の範囲第7項記載の磁心。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は線形加速器、レーザやエキシマレーザ等の高電圧パルス発生装置に使用される磁気スイッチ用鉄基軟磁性合金コアに関するものである。

(従来の技術)

線形加速器やエキシマレーザ等の装置においては、パルス幅が数十～数百nsecと極めて短かく、かつ数十kV以上の高電圧を発生するパルス発生装置が必要である。しかも、単発エネルギーは大きいものでは数十万以上にもなり、かつ繰返し数

が1kHz以上と極めて苛酷な条件で、安定した動作を行う高電圧パルス発生装置が要求されている。

従来、高電圧パルス発生装置のスイッチとしては、サイラトロンやスパークギャップが用いられてきたが、上述の様な大パワーの極短パルスを発生した場合、その寿命は極めて短くなり実用に耐えない。

これに対し第1図に示す様な非晶質合金コアを磁気スイッチとして用いたパルス圧縮回路が知られている(特開昭59-63704、特開昭60-96182、USP 4,275,317等)。第1図は3個の磁気スイッチ S_1 、 S_2 、 S_3 を用いた3段のパルス圧縮回路の原理を示すが、 n 個の磁気スイッチを用いれば n 段のパルス圧縮回路が形成でき、その原理は同一である。第1図において、エネルギー転送効率を高める為には、 $C_1 = C_2$ とし、 S_1 、 S_2 、 S_3 のインダクタンスは高次段程小さくする。

第1図で、 C_1 が所定電圧になった時点でスイッチ SW を閉じると、 S_1 が高インピーダンスの為、 I_1 は極めて小さく、 S_2 が飽和に達すると

S_1 のインピーダンスが著るしく小さくなる為、 C_1 の電荷が C_2 に瞬時に流れ、 I_1 は短時間で大電流となる。その場合、 C_2 が十分充電されるまでの時間、 S_2 が高インピーダンスを保つ様に S_2 のコア定数を定める。次いで C_2 が十分高電圧になった時点で S_2 の磁心が飽和し、 C_2 の電荷がPFM(パルスフォーミングライン)に流れ込む。その様子を第2図に示すが、この動作を順次繰返すことにより I_1 、 I_2 、 I_3 で示す様にパルス幅は圧縮される。

さて、この様な磁気スイッチに用いられる磁心としては、以下の特性が要求される。

第1に、この様な動作をする磁気スイッチは、マクスウェルの電磁方程式から導出される

$$VT = NS \Delta B \quad \dots\dots (1)$$

V : 磁気スイッチに印加する電圧

T : その電圧が印加する時間

N : 磁気スイッチコアの巻約数

ΔB : 磁束密度の変化量

の関係式に従い磁心する。従って、 N を一定とし、

同一の VT 積を得るには、 ΔB が大きい程 S が小、すなわちコアの断面積を小さくできる事を意味する。(磁心体積は $1/(\Delta B)^2$ に比例する。)ここで VT 積は、上述した様に C_1 が十分充電する間、 S_1 が高インピーダンスとなる条件から決定される。第3図に、磁気スイッチ用コアの磁心する様子を模式的に示すが、 B_0 点を出発点に直線(b)の様に変化する為、 ΔB すなわち $B_0 + B_1$ がなるべく大きい、すなわち、コア材料としては、飽和磁束密度が大きく、かつ角形比(B_0/B_1)が大きい程望ましい事になる。尚、第2に、磁気スイッチとしては未飽和領域のインダクタンス L_0 が大きく、飽和領域のインダクタンス L_{∞} が小さい程良い。すなわち、パルス圧縮式は $(L_{\infty}/L_0)^{1/2}$ に比例することが知られているからである。

ここで、 L_{∞} を小さくするには、次の点が必要である。すなわち①コアの角形比が高く、飽和後の比透磁率が1に近いこと。②磁心の体積を小さくし、空芯のもつインダクタンスをできる限り

小さくすることである。つまり、この条件は、前述した第1の条件と同じである。

また、 L_p を大きくするには、①未飽和領域の透磁率を大きくすることおよび②コアの磁路長を小さくすることが重要であり、コア材料としては①高周波での損失が小さいこと（高周波での損失が大きいと、第3図H₀が大となり、直線(b)の勾配すなわち $\mu_r = \Delta B / H_0$ が小となる）、② ΔB が大きく、コア断面積を小さくする、ことが重要である。

第3には特性の経時変化が小さい事が重要である。

さて、以上の事をまとめると、磁気スイッチに用いるコア材料としては、①、飽和磁束密度 B_s が大なること、②、角形比 B_p / B_s が大なること、③、高周波での磁心損失が小なること、④、磁気特性の経時変化が小さい事が重要である。

このような目的の為に非晶質合金が適しており、従来用いられてきている。代表的非晶質合金の磁気スイッチとして必要な特性値 B_s 、 ΔB 、 μ_r 、

磁心損失比を第1表に示す。

なお、 μ_r および磁心損失比は次の様にして求めた。すなわち、第4図に評価回路を、第5図に各部の波形を、また第6図に評価コアの磁化過程を示す。

第 1 表

組 成	熱処理温度 (℃)	B_s (T)	ΔB (T)	μ_r	磁心 体積比	全磁心 損失比
1	360	1.60	2.90	1400	1	4.35
2	400	1.55	2.84	360	1.04	17.1
3	420	1.58	2.21	4200	1.72	1.45
4	400	1.40	2.72	1570	1.14	3.87
5	220	0.80	1.55	6090	3.50	1
6	-	0.48	0.72	5700	16.22	1.09

さて、第4図において、制御用半導体スイッチ1がターンオンすると、図示巻線2の黒丸と逆極性に第5図e_rのような電圧が印加される。こ

$$T_r > \frac{2 \cdot N_r \cdot A_c \cdot B_s}{E_r} \quad \dots \dots (2)$$

T_r : 3のオン期間

N_r : 2の巻数

A_c : 4の有効断面積

E_r : 5の電圧

とすれば、例えば磁心4は、第6図に示すB-Hループにおける第3象限側 $-B_r$ に飽和する。次に

$$T_p > T_r \quad \dots \dots (3)$$

T_p : 周期

とすれば、ゲート回路の主スイッチ1のターンオン直前に磁心4の磁束密度は、第6図に示すB-Hループの直流磁気特性における残留磁束密度 $-B_r$ にある。次に主スイッチ1がターンオンすると、

$$T_{on} > \frac{N_s \cdot A_c \cdot (B_s + B_r)}{E_r} \quad \dots \dots (4)$$

T_0 : 1 のオン期間

N_0 : 6 の巻数

E_0 : 7 の電圧

であれば、磁心は飽和し、第6図に示す。

$$H_{L0} = \frac{N_0 \cdot I_{00}}{l_0} \quad \dots \dots (5)$$

I_{00} : ゲート電流 i_0 の波高値

l_0 : 4 の平均磁路長

まで磁化される。以上の動作における、主スイッチ1がターンオンしてからターンオフするまでの期間 T_0 の磁心 B の動作は、第6図の実線のようになる。ここで、

$$\Delta B = B_0 + B_r = \frac{\int_0^{T_0} i_{00} \cdot dt}{N_0 \cdot A_0} \quad \dots \dots (6)$$

である。一方、第6図よりわかるように

$$\mu_r \approx \frac{\Delta B}{2 \cdot \mu_0 \cdot H_r} = \frac{B_0 + B_r}{2 \cdot \mu_0 \cdot H_r} \quad \dots \dots (7)$$

である。また、単位体積における単発パルスの磁心損失は、

表から明らかな様に、№1の非晶質合金コアに比べてフェライトコアは磁心損失はかなり小さいが、 ΔB が小さい為コアの体積が約1.6倍にもなる。もちろん、非晶質合金コアの場合占領積率（見掛けのコア体積に対する非晶質合金が占める割合）が低い為第1表の通りの巻にはならないが、例えば№1のコアの占領率を0.60と仮定した場合でも、フェライトの必要な体積は約6倍にもなる。

同表からわかる様に、フェライトに比べれば非晶質合金は磁気スイッチ用のコアとして優れた性質を示すが、磁心体積の小さなものは磁心損失が大きく、磁心損失の小さなものは磁心体積が大きいという傾向があり、バランスの良い材料がない。この理由は、非晶質合金コアはFe系とCo系に大別でき、Fe系非晶質合金は B_0 が大なる代りに磁心損失が大きい傾向にあり、Co系非晶質合金は磁心損失が小さい代りに、 B_0 が小さいという傾向にあることに由来する。

また、非晶質合金は経時安定性が十分でないとい

$$\frac{P_c}{f} \approx H_r \cdot \Delta B \quad \dots \dots (8)$$

となる。(8)式に(6)式を代入すると

$$\frac{P_{ct}}{f} \propto \frac{H_r}{\Delta B} \quad \dots \dots (9)$$

すなわち(7)式より

$$\frac{P_{ct}}{f} \propto \frac{1}{\mu_r} \quad \dots \dots (10)$$

となる。つまり μ_r 大なものほど P_{ct} は小となる。したがって、本評価回路の測定より、 ΔB 大のものほど可飽和磁心のサイズは小となり、単発パルスの全磁心損失 P_{ct}/f は、 μ_r 大ほど小となることがわかる。

第1表の評価に用いたコアは、非晶質合金の厚さが約 $50 \mu m$ 、絶縁テープは厚さ $9 \mu m$ のポリイミド系テープを用い、外径 $100 mm \phi$ 、内径 $60 mm \phi$ 、高さ $25 mm$ の形状である。熱処理は各組成の最適熱処理温度で、磁路方向に $800 A/m$ の磁界を加えて行なった。比較の為にほぼ同一コア形状の $Mu-Zn$ フェライトの測定結果を示す。

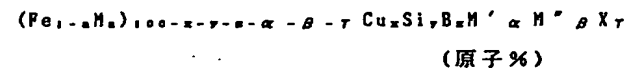
いう問題も内在している。

〔発明が発明しようとする問題点〕

本発明は、従来の非晶質合金がもつ、上記問題点を解決し、 B_0 が比較的大きく、磁心損失が小さく、かつ経時安定性に優れ、高電圧パルス発生装置の磁気スイッチとして最適な全く新しい軟磁性合金コアを提供せんとするものである。

〔問題点を解決するための手段〕

上記目的に鑑み鋭意研究の結果、本発明斜等は、組成式：



(ただし、 M は Co 及び Ni であり、 M' は Nb , Hf , Ta , Zr , Hf , Ti 及び Mo からなる群から選ばれた少なくとも1種の元素、 M'' は V , Cr , Mn , Al , 白金族元素、 Sc , Y , 希土類元素、 Au , Zn , Sn , Re からなる群から選ばれた少なくとも1種の元素、 X は C , Ge , P , Ga , Sb , In , Be , As からなる群から選ばれた少なくとも1種の元素であり、 a , x , y , z , α , β 及び γ はそれぞれ

$$0 \leq a \leq 0.5, \quad 0.1 \leq x \leq 3, \quad 6 \leq y \leq 25, \\ 3 \leq z \leq 15, \quad 14 \leq y+z \leq 30, \quad 1 \leq \alpha \leq 10, \\ 0 \leq \beta \leq 10, \quad 0 \leq r \leq 10 \text{を満たす。}$$

により表わされる組成を有し、組織の少なくとも50%が微細なbcc Fe固溶体の結晶粒からなり、各結晶粒の最大寸法で測定した粒径の平均が500Å以下である合金から形成された磁心が磁気スイッチ用として優れた特性を示すことを見出し本発明に想到した。

本発明において、Cuは必須の元素であり、その含有量xは0.1~3原子%の範囲である。0.1原子%より少ないとCu添加により μ_r 上昇、磁心損失の低減効果がほとんどなく、一方3原子%より多いと μ_r が低下し好ましくない。また、本発明において特に好ましいCuの含有量xは0.5~2原子%であり、この範囲で特に高 μ_r で、磁心損失が低く、優れたものが得られる。

本発明の磁心に使用される合金は通常次のようにして製造される。

まず、前記組成の非晶質合金を溶湯から急冷に

れる。

Nb, Ta, W, Mo, Zr, Hf, Ti等が存在しない場合は結晶粒はあまり微細化されず軟磁気特性も悪い。

また磁心を形成する合金はbcc Fe固溶体からなる微細結晶相からなり、Fe基非晶質合金に比べ磁歪が小さくなっており、内部応力歪による磁気異方性が小さくなることも透磁率や磁心損失低減効果が改善される理由の1つと考えられる。

Cuを添加しない場合は結晶粒は微細化されにくく、化合物相が形成しやすいため結晶化により磁気特性は劣化する。

Si及びBは合金の微細化および磁歪調整に有用な元素である。Si含有量yの限定理由は、yが25原子%を超えると透磁率の良好な条件では磁歪が大きくなってしまい好ましくなく、yが6原子%未満では十分な透磁率が得られないためである。Bの含有量zの限定理由は、zが2原子%未満では均一な結晶粒組織が得にくく透磁率が劣化し好ましくなく、zが15原子%を超えると透磁

率の良好な熱処理条件では磁歪が大きくなってしまい好ましくなくためである。SiとBの総和量y+zの値に関してはy+zが14原子%未満では非晶質化が困難になり磁気特性が劣化し好ましくなく、一方、y+zが30原子%を超えると飽和磁束密度の著しい低下および軟磁気特性の劣化および磁歪の増加がある。より好ましいSi, B含有量の範囲は $10 \leq y \leq 25, 3 \leq z \leq 12, 18 \leq y+z \leq 28$ であり、この範囲では $-5 \times 10^{-4} \sim +5 \times 10^{-4}$ の範囲の飽和磁歪で軟磁気特性に優れた合金が得られやすい。

Cuの μ_r 上昇、磁心損失低減効果の向上作用の原因は明らかではないが次のように考えられる。

CuとFeの相互作用パラメータは正であり、固溶度が低く分離する傾向があるため非晶質状態の合金を加熱するとFe原子同志またはCu原子またはCu原子同志が寄り集まり、クラスターを形成し組成ゆらぎが生じる。このため部分的に結晶化しやすい領域が多数でき、そこを核とした微細な結晶粒が生成される。この結晶はFeを主成分とするものであり、FeとCuの固溶度はほとんどないため結晶化によりCuは微細結晶粒の周囲にはき出され、結晶粒周辺のCu濃度が高くなる。このため結晶粒は成長しにくいと考えられる。

Cu添加により結晶核が多数できることと、結晶粒が成長しにくいとため結晶微細化が起これと考えられるが、この作用はNb, Ta, W, Mo, Zr, Hf, Ti等の存在により特に著しく強められると考えら

率の良好な熱処理条件では磁歪が大きくなってしまい好ましくなくためである。SiとBの総和量y+zの値に関してはy+zが14原子%未満では非晶質化が困難になり磁気特性が劣化し好ましくなく、一方、y+zが30原子%を超えると飽和磁束密度の著しい低下および軟磁気特性の劣化および磁歪の増加がある。より好ましいSi, B含有量の範囲は $10 \leq y \leq 25, 3 \leq z \leq 12, 18 \leq y+z \leq 28$ であり、この範囲では $-5 \times 10^{-4} \sim +5 \times 10^{-4}$ の範囲の飽和磁歪で軟磁気特性に優れた合金が得られやすい。

特に好ましくは $11 \leq y \leq 24, 3 \leq z \leq 9, 18 \leq y+z \leq 27$ であり、この範囲では $-1.5 \times 10^{-4} \leq +1.5 \times 10^{-4}$ の範囲の飽和磁歪の合金が得られやすい。

本発明に用いられる合金においてはM'はCuとの複合添加により析出する結晶粒を微細化する作用を有するものであり、Nb, W, Ta, Zr, Hf, Ti及びMoからなる群から選ばれた少なくとも1種の元素である。Nb等は合金の結晶化温度を上昇させ

る作用を有するが、クラスターを形成し結晶化温度を低下させる作用を有するCuとの相互作用により結晶粒の成長を抑え析出する結晶粒が微細化するものと考えられる。 M' の含有量 α は $1 \leq \alpha \leq 10$ の範囲が望ましい。 α が1原子%未満では軟磁気特性が十分ではなく、10原子%を超えると飽和磁束密度の著しい低下を招くためである。好ましい α の範囲は $2 \leq \alpha \leq 8$ であり、この範囲で特に優れた軟磁性が得られる。

残部は不純物を除いて実質的にFeが主体であるが、Feの1部は成分M(Co及び又はNi)により置換されていても良い。Mの含有量は $0 \leq a \leq 0.5$ であるが、この理由は0.5以上では μ_r が劣化するためである。特に好ましい範囲は $0 \leq a \leq 0.1$ であり、この範囲で磁歪が小さく高 μ_r の合金が得やすい。

本発明磁心に用いられる合金はbcc構造の鉄固溶体を主体とする合金であるが、非晶質相や Fe_3B 、 Fe_3Si 、Nb等の遷移金属の化合物、 Fe_3Si 規則相等を含む場合もある。これらの相は磁気特性を劣化

させる場合がある。特に Fe_3B 等の化合物相は軟磁気特性を劣化させやすい。したがってこれらの相はできるだけ、存在しない方が望ましい。

本発明磁心に用いられる合金は500Å以下の粒径の超微細な均一に分布した結晶粒からなるが、特に優れた軟磁性を示す合金の場合はその粒径が20~200Åの平均粒径を有する場合が多い。

この結晶粒は α -Fe固溶体を主体とするものでSiやB等が固溶していると考えられる。合金組織のうち微細結晶粒以外の部分は主に非晶質である。なお微細結晶粒の割合が実質的に100%になった場合、低磁歪の合金が特に得やすい。

本発明の磁心に係るFe基軟磁性合金の内には、例えば、組成式： $Fe_{0.91}Cu_1Nb_2B_3Si_{17.5}$ で表わされる合金の様に、磁歪が負のもの、或いは磁歪が0又はほとんど0のものも含まれている。

Cuを添加しない場合は結晶粒は微細化されにくく、化合物相が形成しやすいため結晶化により磁気特性は劣化する。

V, Cr, Mn, Al, 白金属元素, Sc, Y, 希土

類元素, Au, Zn, Sn, Re等の元素は耐食性を改善したり、磁気特性を改善する、又は磁歪を調整する、等の効果を有するものである。その含有量はせいぜい10原子%以下である。含有量が10原子%を超えると著しい飽和磁束密度の低下を招くためであり、特に好ましい含有量は8原子%以下である。

これらの中でRu, Rh, Pd, Os, Ir, Pt, Au, Cr, Vから選ばれる少なくとも1種の元素を添加した合金からなる場合は特に耐食性、耐摩耗性に優れた磁心となる。

本発明の磁心において、C, Ge, P, Ga, Sb, In等からなる群から選ばれた少なくとも1種の元素を10原子%以下含む合金を使用できる。これら元素は非晶質化に有効な元素であり、Si, Bと共に添加することにより合金の非晶質化を助けると共に、磁歪やキュリー温度調整に効果がある。

M' の添加により、耐食性の改善、磁気特性の改善、又は磁歪調整効果が得られる。 M' が10原子%を超えると飽和磁束密度低下が著しい。本

発明に係る合金のうち特に $0 \leq a \leq 0.1$, $0.5 \leq x \leq 2$, $10 \leq y \leq 25$, $3 \leq z \leq 12$, $18 \leq y + z \leq 28$, $2 \leq \alpha \leq 8$ の関係を有する場合特に高 μ_r で磁心損失低減効果が大きい磁心が得られやすい。

上記組成を有する本発明に係るFe基軟磁性合金はまた組織の少なくとも50%以上が微細な結晶粒からなる。

この結晶粒は α -Feを主体とするものでSiやB等が固溶していると考えられる。この結晶粒は500Å以下と著しく小さな平均粒径を有することを特徴とし、合金組織中に均一に分布している。合金組織のうち微細結晶粒以外の部分は主な非晶質である。なお微細結晶粒の割合が実質的に100%になっても本発明の磁心は十分に優れた磁気特性を示す。

なお、N, O, S, H等の不可避的不純物については所望の特性が劣化しない程度に含有していても本発明の磁心に用いられる合金組成と同一とみなすことができるのはもちろんである。またCa,

Sr, Ba, Mg等の元素を含んでも良い。

次に本発明の磁心の製造方法について説明する。

まず上記所定の組成の溶湯から、片ロール法、双ロール法等の公知の液体急冷法によりリボン状の非晶質合金を形成する。通常、片ロール法等により製造される非晶質合金リボンの板厚は5～100 μm 程度であるが、板厚が25 μm 以下のものが磁気スイッチ用磁心に使用する薄帯として特に適している。

この非晶質合金は結晶相を含んでいてもよいが、後の熱処理により微細な結晶粒を均一に生成するためには非晶質であるのが望ましい。

非晶質リボンは熱処理の前に巻回、打ち抜き、エッチング等をして所定の形状に加工し磁心とする方が望ましい。

この理由は非晶質の段階ではリボンは加工性が良いが、一旦結晶化すると加工性が著しく低下する場合が多いからである。しかしながら、熱処理後巻回する、エッチングする等の加工を行ない磁心を製造することも可能である。

熱処理雰囲気はAr, N₂, H₂等の不活性ガス雰囲気又は還元性雰囲気が望ましいが、大気中等の酸化性雰囲気でも良い。冷却は空冷や炉冷等により、適宜行うことができる。また場合によっては多段の熱処理を行うこともできる。また熱処理の際磁心材に電流を流したり高周波磁界を印加し磁心を発熱させることにより磁心を熱処理することもできる。

熱処理を直流あるいは交流等の磁場中で行うこともできる。更には磁場中熱処理により本磁心に用いられている合金に磁気異方性を生じさせ特性向上をはかることができる。磁場は熱処理の間中かける必要はなく、合金のキュリー温度T_cより低い温度のときであればよい場合が多い。磁路と平行方向に磁心が飽和する強さの磁場を印加し熱処理した場合は、B-Hカーブが高角形化し、 ΔB が大のものが得られ、磁心体積を減少できる。また磁場中熱処理の場合も熱処理を2段階以上で行うことができる。また、張力や圧縮力を加えながら熱処理することにより磁気特性を改善するこ

熱処理は所定の形状に加工した非晶質合金リボンを真空中または水素、窒素、Ar等の不活性ガス雰囲気中、又は大気中において一定時間保持し行う。熱処理温度及び時間は非晶質合金リボンからなる磁心の形状、サイズ、組成等により異なるが、一般的に450℃～700℃で5分から24時間程度が望ましい。熱処理温度が450℃未満であると結晶化が起こりにくく、熱処理に時間がかかりすぎる。また700℃より高いと粗大な結晶粒が生成したり、不均一な形態の結晶粒が生成するおそれがあり、微細な結晶粒を均一に得ることができなくなる。また熱処理時間については、5分未満では加工した合金全体を均一な温度とすることが困難であり磁気特性がばらつきやすく、24時間より長いと生産性が悪くなるだけでなく結晶粒の過剰な成長や不均一な形態の結晶粒の生成により磁気特性の低下が起こりやすい。好ましい熱処理条件は、実用性及び均一な温度コントロール等を考慮して、500～650℃で5分～6時間である。

ともできる。

本発明磁心は高電圧が印加する磁気スイッチとして使用する為、合金薄帯表面の1部または全面に絶縁層を形成し、巻回したリボン間で放電することの無い様にしなくてはならない。この絶縁層は合金薄帯の片面でも両面でも良いのはもちろんである。

形成する絶縁層の形成方法はたとえばSiO₂, MgO, 雲母, Al₂O₃等の粉末を浸漬、スプレー法や電気泳動法により付着させたり、スパッター法や蒸着法でSiO₂等の膜をつける、あるいは変性アルキルシリケートを含むアルコール溶液に酸を添加し、この溶液を塗布し乾燥させたり、フォスフェイト(Mg₂SiO₄)層を熱処理により形成させたりする方法がある。また、SiO₂-TiO₂系金属アルコキシド部分加水分塊ゾルに各種セラミックス粉末原料を混合したものを塗布する、合金薄帯を浸せきした後乾燥加熱する、チラノポリマーを主体とする溶液を塗布あるいは浸せき後、加熱する、リン酸塩溶液を塗布後加熱する、Cr酸化物を形成するこ

と等により絶縁層を形成することができる。また熱処理により表面にSi等の酸化物層を形成したり窒化物層を形成する薬品により表面処理し酸化物層を形成し絶縁層を合金表面に形成することができる。

また、合金薄帯と絶縁テープを重ねて巻回し層間絶縁を行うこともできる。

絶縁テープとしてはポリイミドテープやセラミックス繊維製のテープ、ポリエステルテープ、アラミドテープ、ガラス繊維製のテープ等を使用することができる。

耐熱性の優れたテープを使用する場合は前記合金薄帯と同組成の非晶質合金薄帯を重ねて巻回し巻磁心とした後熱処理し合金を結晶化させることにより本発明磁心を得ることができる。

積層磁心の場合は、前記合金薄帯の一層あるいは複数層ごとに薄板状の絶縁物を挿入し層間絶縁を行うこともできる。この場合は可塑性のない絶縁物を使用することもできる。たとえば、セラミックス板やガラス板、雲母板等を挙げることで

きる。この場合も耐熱性の優れた絶縁物を使用した場合、前記合金薄帯と同組成の非晶質合金薄帯の一層あるいは複数層ごとに薄板状の絶縁物を挿入し積層した後熱処理を行ない結晶化させ本発明磁心を得ることもできる。

本発明磁心は、含浸しても従来のFe基アモルファス磁心のような著しい特性劣化がない特徴があり、優れた特性のものとして得ることができる。含浸は通常は熱処理前に行われるが、耐熱性のある含浸剤を用いた場合は熱処理前に含浸しても良い。この場合硬化を熱処理と兼ねて行うこともできる。

含浸材としてはエポキシ系樹脂、ポリイミド系樹脂、変性アルキルシリケートを主成分とするワニス、シリコン系樹脂等を使用することができる。

単ロール法で作製された合金薄帯を用いた巻磁心の場合、薄帯作製の際ロールと接触した面を内側にして巻いても、外側にして巻いても良いが、絶縁テープと重ねて巻く場合はロールと接触した

面を外側にして巻いた方が巻磁心作製が容易であり磁心の占積率を上げることができる。

また、巻磁心を作製する場合、張力をかけながら薄帯を巻いた方が占積率が上がり好ましい結果が得られる。

巻磁心を作製する際巻初め及びまたは巻終りの部分は固定されている方が望ましく、固定方法としてはレーザー光照射あるいは電気エネルギーにより局部的に溶融し接合する方法や耐熱性の接着剤あるいはテープにより固定する方法がある。

このような方法を行なった磁心は熱処理の際巻磁心の形がくずれにくく熱処理後の取扱いも容易であり好ましい結果を得ることができる。

本発明磁心は重ね合わせて使用したり、組磁心として使用したり、他の材質の磁心と複合化し複合磁心とすることもできる。

本発明磁心は使用する薄帯表面をメッキしたりコーティングして耐食性等を改善することもできる。また一般には非磁性金属あるいは絶縁物からなる巻芯に巻回した後、磁心外周をバンドでしめ

つける構造をとる。

巻芯やバンドの材質としては、非磁性ステンレス、真鍮、アルミニウムフェノール樹脂やセラミックスを挙げることができる。

特にさびが問題となる場合は耐圧性のある冷却オイル等を循環させ、冷却と腐食防止を兼ね合わせることが好ましい。

また大型の磁心の場合、中心部あるいは外周部に金属を配置し変形や損傷を防いだり、外周部に金属バンドでしめ固定する等により変形を防ぐ等の方法も行なえる。

また本発明磁心は磁歪が小さく磁気・機械共振による絶縁被膜の破壊や μ_r の劣化等をなくしたり、著しく小さくすることができ信頼性の高い磁心が得られる。

また結晶質主体の合金を用いるため誘導磁気異相性がCo基アモルファス合金やFe基アモルファス合金を用いた磁心よりつきにくく経時変化が著しく小さいという特徴がある。

〔実施例〕

以下、本発明を実施例によりさらに詳細に説明するが、本発明はこれらに限定されるものではない。

実施例1

原子%でCu 1%, Si 16.5%, B 6%, Nb 3%及び、残部実質的にFeからなる組成の溶湯から、単ロール法により幅25mm、厚さ15μmのリボンを作製した。このリボンのX線回折を測定したところ第1図に示すような非晶質合金に典型的なハローパターンが得られた。次にこの非晶質リボンを電気泳動法により片面約3μmのMgOコーティングを行なった後、外径100mm、内径60mmに巻き回し、窒素ガス雰囲気中で熱処理を行った。熱処理の際全期間磁心の磁路と平行方向(リボンの長手方向)に800A/mmの磁場を印加した。熱処理は10℃/minの昇温速度で510℃まで昇温後1時間保持した後2.5℃/minの冷却速度で室温まで冷却し行った。

熱処理後のリボンのX線回折パターンは第2図

(a)に示すように結晶ピークが認められた。第2図(b)はこの熱処理後のリボンの透過電子顕微鏡により観察した模式図である。

熱処理後の組織の大部分が微細な結晶粒からなることがわかった。結晶粒の平均粒径は約100Åであった。CuとNbを複合添加した本発明磁心に用いられている合金の結晶粒の形は球状に近く、平均粒径は約100Åと著しく微細化されている。X線回折パターン及び透過電子顕微鏡による分析から、この結晶粒はSi等が固溶したbcc構造のFeであると推定される。Cuを添加しない場合は結晶粒は大きくなり、微細化されにくかつ化合物相が形成しやすいので軟磁気特性も悪い。このようにCu及びNbの複合添加により得られる結晶粒の大きさ及び形態が著しく変化することが確認された。

次に熱処理を行なったトロイダル磁心を直流磁化測定装置および第4図に示す評価装置を用いて評価した。その結果を第2表に示す。比較の為、第1表№2及び№5の試料を同様にMgOコーティングし、測定した結果を示す。

表 2

組成	熱処理温度 (℃)	B _s (T)	ΔB (T)	μ _r	磁心 体積比	全磁心 損失比
Fe ₈₄ Cu ₁ Nb ₃ Si _{16.5} B ₆	510	1.20	2.28	6100	0.92	0.84
Fe ₈₄ B _{1.5} Si _{16.5} C ₂	360	1.60	2.19	800	1	6.38
Co _{80.5} Fe ₈ Mn ₂ Si ₁₆ B ₄	400	0.80	1.53	5100	2.05	1
本発明例						
従来例						

第2表から明らかな様に本発明合金は№1のFe基非晶質合金、№5のCo基非晶質合金と比べて、磁心体積が小さく、かつ磁心損失も小さいのがわかる。ここで注目すべきは、Fe基非晶質合金は、B_sが高いにも拘わらずΔBが小さい事である。この理由は、磁歪が大きい為、MgOコーティングにより歪が入り、角形比が上昇しない為と考えられる。

次に、第1表№1、№5および上記本発明合金を用い、第7図に示す回路を形成し、エキシマレーザ発振を行なわせ、各材料の実機における特性比較を行なった。磁気スイッチ用の磁心は、外径170mm、内径80mm、厚さ25mm(MgO絶縁、占積率約64%)のコアを第8図に示す様に6個重ね合せて使用した。第3表にその結果を示す。

第 3 表

	本 発 明 例	従 来 例	
	Fe ₈₈ Cu ₁ Nb ₃ Si _{13.5} B ₉ C ₁ /C ₂ =15/15/15	Fe ₈₈ B ₁₂ Si _{13.5} C ₂	Co ₈₈ aFe ₈ Mn ₃ Si _{13.5} B ₉
コンデンサ容量 (nF)		同 左	同 左
圧 縮 比	5.0	5.0	4.5
SR磁心損失 (J)	0.85	4.3	1.2
コンデンサエネルギー 伝送効率 (%)	84	37	75
レーザーエネルギー (mJ)	89	34	78

の合金の結晶化温度を測定したところ508℃であった。

次にこの合金薄帯をH₂Oで約3μm絶縁コーティングしたのち外径100mm、内径60mm、巾25mmのトロイダル状に巻回し、巻磁心とした。

この磁心をN₂ガス雰囲気中で熱処理を行った。熱処理は800A/mmの磁界を印加しながら550℃まで20℃/minの昇温速度で昇温し1時間保持した後2℃/minの冷却速度で250℃まで冷却後磁場印加をやめ炉外に取り出しチッ素ガスをふきつけ室温まで冷却した。

なお透過電子顕微鏡およびX線回折の結果、熱処理後の磁心材は実施例1と同様の組織であることが確認された。

本発明磁心のB₁、ΔB、μ_rを測定した結果、各々1.24T、2.35T、6300の値が得られ、また、磁心体積比および全磁心損失比を求めると第2表との対比で0.87、0.81となり、いずれも従来の非晶質合金と比べて優れた値となる。

第3表から明らかな様に、ΔBが大である事は磁心の小型化におよび圧縮比を大とする為に重要ではあるが、磁心損失が大きいと、エネルギー伝送効率が劣化し、出力レーザーエネルギーも著しく低下する。また高繰返しを行なった場合には磁心損失による磁心の温度上昇が問題となり、磁心損失の大きなものは使用できない。従って、磁気スイッチ用コアとしては、まず第1に磁心損失を重視し、次いでΔBの大なることを重視すべきであることがわかる。

この様な観点で第3表を見ると、本発明合金はコンデンサエネルギーの伝送効率が高く、かつ圧縮比も十分にとれ従来のFe基非晶質合金や、Co基非晶質合金と比べて優れることがわかる。

実施例2

原子%で、Cu 1%、Nb 3%、Si 13.5%、B 9%残部Feからなる厚さ15μm、幅25mmの合金薄帯を単ロール法により作製した。X線回折の結果非晶質合金に特有なハローパターンを示した。DSCにより10℃/minの昇温速度でこ

実施例3

原子%で、Cu 1%、Nb 3%、Si 7%、B 9%残部Feからなる厚さ18μm、幅15mmの合金薄帯を単ロール法により作製した。この合金のX線回折を行ったところ非晶質合金に特有なハローパターンを示した。DSCにより10℃/minの昇温速度でこの合金の結晶化温度を測定したところ414℃であった。

次にこの合金薄帯の表面に雲母粉末を電気泳動法によりつけたのち外径60mm、内径30mmに巻き回しトロイダル磁心とした。

更にこの磁心をArガス雰囲気中で10℃/minの昇温速度で570℃まで昇温し1時間保持後磁心を炉外に取り出し、空冷する熱処理を行った。後で磁心材の組織を透過電子顕微鏡により観察したところ実施例1と同様の組織を有していた。

同様のコーティング法により作製した同一形状の従来の磁心と上記本発明磁心のB₁、ΔB、μ_rおよびその磁心体積比全磁心損失比を第4表に示す。同表から、本発明例は従来のFe基およびCo基

非晶質合金と比較し、磁心体積および磁心損失ともに優れるのは明らかである。

第 4 表

	組 成	熱処理温度 (°C)	B _s (T)	ΔB (T)	μ _r	磁 心 体積比	全磁心 損失比
本 発 明 例	Fe ₈₁ Co ₁₇ Nb ₂ Si ₁ B ₉	570	1.48	2.71	5400	0.69	0.96
従 来 例	Fe ₈₁ B ₁₂ Si ₁₂ Co ₂	360	1.60	2.24	950	1	5.47
従 来 例	Co ₈₀ Fe ₁₀ Mn ₂ Si ₁₂ B ₉	400	0.80	1.55	5200	2.09	1

実施例 4

第 5 表に示す組成の幅 15mm、板厚 18μm の非晶質合金薄帯を単ロール法より作製し、MgO で 3μm のコーティングをしたのち外径 60mm、内径 30mm にトロイダル状に巻き、結晶化温度以上の温度で磁場中熱処理を行なった。

第 5 表

	B ()	磁心体積比	全磁心 損失比	μ ($\times 10^{-4}$)	
本 発 明 例	Fe ₈₁ Cu ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.24	0.97	0.89	+1.8
	Fe ₈₁ Cu ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.26	0.99	0.80	+2.0
	Fe ₈₁ Cu ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.46	0.84	0.84	+1.8
	Fe ₈₁ Co ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.16	1.01	0.91	+1.5
	Fe ₈₁ Cu ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.43	0.86	0.88	+1.6
	Fe ₈₁ Co ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.05	1.19	0.95	-0.3
	Fe ₈₁ Cu ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.12	1.05	0.75	+1.9
	Fe ₈₁ Cu ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.21	0.93	0.97	+1.7
	Fe ₈₁ Co ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.16	1.23	0.86	+2.0
	Fe ₈₁ Co ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.28	0.91	0.91	+1.8
	Fe ₈₁ Cu ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.17	1.18	0.93	+2.0
	Fe ₈₁ Co ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.13	1.15	0.96	+1.8
従 来 例	Fe ₈₁ Cu ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.14	1.23	0.90	+1.9
	Fe ₈₁ Cu ₁₇ Si ₁₂ Co ₂ Nb ₂	1.00	1.45	0.87	+2.5
	Co ₈₀ Fe ₁₀ Mn ₂ Si ₁₂ B ₉	0.80	2.09	1.0	~0
	Fe ₈₁ B ₁₂ Si ₁₂ Co ₂	1.60	1.0	6.38	+27
例	Mn-Zn フェライト	0.48	16.22	1.09	-

得られたコアの磁心体積比および全磁心損失比を第5表に示す。なお、得られた組織は実施例1とほぼ同様であった。

表から明らかな様に、本発明は従来のアモルファス合金と比べて全磁心損失が著るしく小さくまた磁心体積も磁心損失が比較的小さいCo基アモルファスやMn-Zn フェライトと比べて著るしく小さくできる。またFe基アモルファス磁心に比べ著しく磁歪が小さいため、磁心のうなりがほとんどなく、磁心を落下させても特性劣化が小さい。

実施例5

第6表に示す組成の幅15mm、厚さ18μmの非晶質合金薄帯を単ロール法により作製した。次いで、この薄帯をH₂Oで約3μmのコーティングをした後、外径60mm、内径30mmのトロイダル状に巻回し、巻磁心とした。

次に、この磁心を結晶化温度以上の温度で、磁場中熱処理した。昇温は急加熱（炉中に磁心を装入）で行ない降温は2℃/minで行なった。保持時間は1時間である。熱処理後の合金は実施例1

と同様の組織を有していた。第2表に磁気特性および磁心体積比、全磁心損失比および磁歪を測定した結果を示す。

本発明磁心は従来の非晶質合金を結晶化させ作製した磁心よりも全磁心損失が小さく、かつ磁心体積も小さくできるため本発明磁心は、従来になく優れた特性が得られる。

実施例6

第7表に示す組成の幅15mm、厚さ18μmの非晶質合金薄帯を作製し雲母粉で約3μmのコーティングをしたのち、外径60mm、内径30mmのトロイダル状に巻回し、巻磁心とした。

次に、この磁心を結晶化温度以上の温度で磁場中熱処理を行った。昇温速度は10℃/min、保持時間は1時間、冷却速度は1.5℃/minとした。熱処理後の合金の組織は実施例1と同様であった。

第7表に磁心体積比および全磁心損失比を示す。各々の値は、第4表に示したと同様従来アモルファス合金の値を1とした場合の比で示す。

第 6 表

組 成 (at%)	B _s (T)	磁 心 体 積 比	全 磁 心 損 失 比
(Fe _{0.75} Co _{0.01}) ₇₅ Si _{12.5} B ₈ Nb ₃	1.30	0.38	0.34
Fe _{71.5} Cu ₁ Si ₂₀ B ₈ Nb ₃	1.08	0.51	0.27
(FeCo _{0.77}) ₇₇ Si _{12.5} B ₈ Nb ₃	1.23	0.37	0.35
Fe _{71.5} Cu ₁ Si _{12.5} B ₈ Nb ₃	1.33	0.33	0.28
(Fe _{0.75} Ni _{0.01}) ₇₅ Si _{12.5} B ₈ Nb ₃	1.23	0.45	0.28
Fe _{71.5} Cu ₁ Si _{12.5} B ₈ Nb ₃	1.14	0.48	0.21
(Fe _{0.75} Co _{0.01}) ₇₅ Si _{12.5} B ₈ Nb ₃	1.27	0.39	0.25
Fe _{71.5} Cu ₁ Si _{12.5} B ₈ Nb ₃	1.42	0.33	0.29
Fe _{0.75} Si _{12.5} B ₈ Nb ₃ 非晶質40% 頸部結晶	16500	1.0	1.0
Fe _{0.75} Si _{12.5} B ₈ Nb ₃ 非晶質20% 頸部結晶	16500	1.32	1.87
本 発 明 例			
従 来 例			

第 7 表

合 金 組 成 (原子%)	磁心体積比	全磁心損失比
Fe ₇₁ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₂ Ti ₁	0.83	0.68
Fe ₈₆ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ W ₃ V ₁	0.99	0.73
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Mo ₃ Mn ₁	1.12	0.84
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₇ B ₇ Nb ₃ Ru ₁	1.06	0.91
Fe ₇₁ Cu ₁ Si ₁₄ B ₁₀ Ta ₃ Rh ₁	1.04	0.88
Fe ₇₂ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Zr ₃ Pd ₁	0.97	0.76
Fe _{72.5} Cu _{0.5} Si ₁₄ B ₉ Hf ₃ Ir ₁	0.95	0.92
Fe ₇₀ Cu ₂ Si ₁₆ B ₉ Nb ₃ Pt ₁	1.14	0.88
Fe _{70.5} Cu _{1.5} Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ Au ₁	1.34	0.93
Fe _{71.5} Cu _{0.5} Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ Zn ₁	1.55	0.95
Fe _{89.5} Cu _{1.5} Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ Mo ₃ Sn ₁	0.84	0.74
Fe _{88.5} Cu _{2.5} Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ Ta ₃ Re ₁	0.89	0.81
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ Zr ₁ Al ₁	1.28	0.83
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ Hf ₁ Sc ₁	1.33	0.78
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₅ B ₉ Hf ₃ Zr ₁ Y ₁	1.40	0.95
Fe ₇₁ Cu ₁ Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ La ₁	1.14	0.84
Fe ₈₇ Cu ₁ Si ₁₇ B ₇ Mo ₃ Ce ₁	1.25	0.77
Fe ₈₇ Cu ₁ Si ₁₇ B ₇ W ₃ Pr ₁	1.51	0.83

第 7 表 (続き)

合 金 組 成 (原子%)	磁心体積比	全磁心損失比
Fe ₈₇ Cu ₁ Si ₁₇ B ₇ Ta ₃ Nb ₁	1.32	0.84
Fe ₈₇ Cu ₁ Si ₁₇ B ₇ Zr ₃ Sm ₁	1.41	0.91
Fe ₈₇ Cu ₁ Si ₁₆ B ₈ Hf ₃ Eu ₁	1.28	0.76
Fe ₈₈ Cu ₁ Si ₁₆ B ₈ Nb ₃ Gd ₁	1.33	0.75
Fe ₈₈ Cu ₁ Si ₁₆ B ₈ Nb ₃ Tb ₁	0.95	0.84
Fe ₇₂ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Nb ₃ Dy ₁	0.84	0.80
Fe ₇₂ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Nb ₃ Ho ₁	0.90	0.93
Fe ₇₁ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Nb ₃ Cr ₁ Ti ₁	1.18	0.85
(Fe _{88.95} Co _{0.05}) ₇₂ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Nb ₃ Cr ₁	1.00	1.10
(Fe _{88.95} Co _{0.05}) ₇₂ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Ta ₃ Ru ₁	1.22	0.96
(Fe _{88.95} Co _{0.05}) ₇₂ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Ta ₃ Mn ₁	1.10	1.05
(Fe _{88.95} Ni _{0.05}) ₇₂ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Ta ₃ Ru ₁	1.25	0.84
(Fe _{88.95} Ni _{0.05}) ₇₁ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Ta ₃ Cr ₁ Ru ₁	1.19	0.75
(Fe _{88.95} Ni _{0.05}) ₈₈ Cu ₁ Si ₁₆ B ₈ W ₃ Ti ₁ Ru ₁	1.43	0.93
(Fe _{88.95} Co _{0.05} Ni _{0.05}) _{88.5} Cu ₁ Si _{13.5} B ₉ W ₃ Cr ₁ Rh ₁	1.52	1.00
(Fe _{88.95} Co _{0.05} Ni _{0.05}) ₈₇ Cu ₁ Si _{13.5} B ₉ W ₃ Ru ₂	1.64	0.78
Fe ₇₂ Cu ₁ Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ C ₁	1.21	0.89
Fe ₇₂ Cu ₁ Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ Ge ₁	1.33	1.21

第 7 表 (続き)

合 金 組 成 (原子%)	磁心体積比	全磁心損失比
(Fe _{88.95} Co _{0.05}) ₇₀ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Zn ₁ As ₁	1.25	0.88
(Fe _{88.95} Ni _{0.05} Co _{0.05}) ₇₀ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Sn ₁ In ₁	1.48	0.99
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Mo ₃ Re ₁ C ₂	1.34	1.01
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Mo ₃ Ce ₁ C ₂	1.26	1.09
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ W ₃ Pr ₁ C ₂	1.55	0.98
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ W ₃ Md ₁ C ₂	1.04	1.14
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Ta ₃ Gd ₁ C ₂	0.98	1.21
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Tb ₁ C ₂	1.38	0.95
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Nb ₃ Dy ₁ Ge ₁	1.20	0.88
Fe ₇₂ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Pd ₁ Ge ₁	1.54	0.79
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Ir ₁ P ₁	1.32	0.93
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Os ₁ Ca ₁	1.06	1.15
Fe ₇₁ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Ta ₃ Cr ₁ C ₁	1.11	0.84
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₅ B ₉ Zr ₃ V ₁ C ₃	1.38	0.88
Fe ₈₉ Cu ₁ Si ₁₅ B ₉ Hf ₃ Cr ₃ C ₃	1.74	0.73
Fe ₈₈ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Mo ₃ Ru ₃ C ₁	1.43	0.91
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Mo ₃ Ti ₁ Ru ₁ C ₁	1.29	0.88
Fe ₈₇ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Mo ₃ Rh ₃ C ₁	1.64	1.00

第 7 表 (続き)

合 金 組 成 (原子%)	磁心体積比	全磁心損失比
Fe ₇₃ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ P ₁	1.05	1.13
Fe ₇₃ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Ca ₁	1.19	0.95
Fe ₇₃ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Sb ₁	1.06	0.87
Fe ₇₃ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ As ₁	1.23	0.93
Fe ₇₁ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Mo ₃ C ₂	1.31	0.93
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Mo ₃ Cr ₁ C ₃	1.66	0.77
(Fe _{88.95} Co _{0.05}) ₇₀ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Al ₁ C ₁	1.84	0.83
(Fe _{88.95} Ni _{0.05}) ₇₀ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ W ₃ V ₁ Ge ₁	1.77	0.99
Fe _{88.5} Cu _{1.5} Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Ru ₁ C ₂	1.56	0.86
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Ta ₃ Cr ₁ Ru ₂ C ₁	1.62	0.87
Fe ₇₀ Cu ₁ Si ₁₄ B ₉ Nb ₃ Be ₁	1.38	1.01
Fe ₈₈ Cu ₁ Si ₁₅ B ₉ Nb ₃ Mn ₁ Be ₁	1.54	0.99
Fe ₈₉ Cu ₂ Si ₁₄ B ₉ Zr ₃ Rh ₁ In ₁	1.90	0.91
Fe ₇₁ Cu ₂ Si ₁₃ B ₉ Hf ₃ Au ₁ C ₁	1.48	0.92
Fe ₈₈ Cu ₁ Si ₁₆ B ₈ Mo ₃ Sc ₁ Ge ₁	1.61	0.85
Fe _{87.5} Cu _{0.5} Si ₁₄ B ₉ Nb ₃ V ₁ P ₁	1.54	1.03
Fe ₈₇ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ La ₁ Ga ₁	1.32	1.21
(Fe _{88.95} Ni _{0.05}) ₈₇ Cu ₁ Si ₁₃ B ₉ Nb ₃ Sn ₁ Sb ₁	1.88	0.96

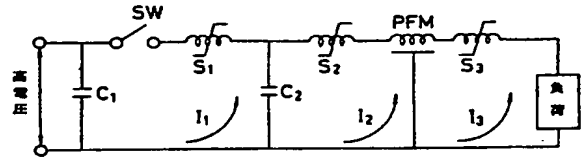
〔発明の効果〕

本発明によれば、高電圧パルス発生装置の磁気スイッチとして、従来のFe系あるいはCo系アモルファス合金では実現できなかった、低損失で小型かつ信頼性の高いコアを提供することができる。

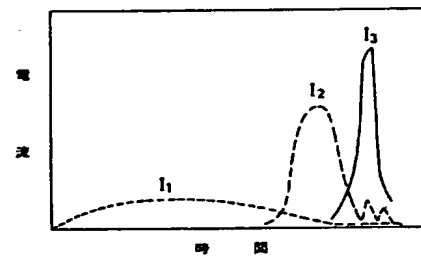
4. 図面の簡単な説明

第1図は多段パルス圧縮回路の1例、第2図はパルスが圧縮される様子の模式図、第3図は磁気スイッチコアとしての磁心過程の模式図、第4図は磁心評価装置の概要及び第5図はその各部波形、第6図は H_r , μ_r の説明、第7図はエキシマレーザ発振回路、第8図は磁気スイッチコアを6個重ねた様子を示す図、第9図は非晶質合金のX線回折パターン、第10図(a)は発明合金のX線回折パターン、(b)はその透過電顕組織を示す図である。

第1図



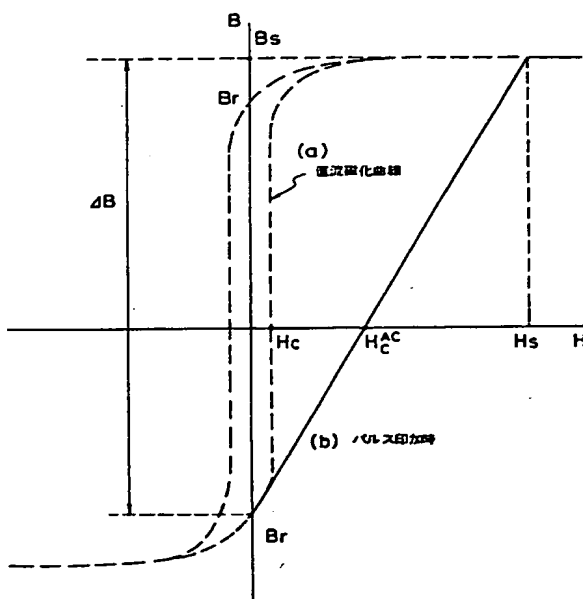
第2図



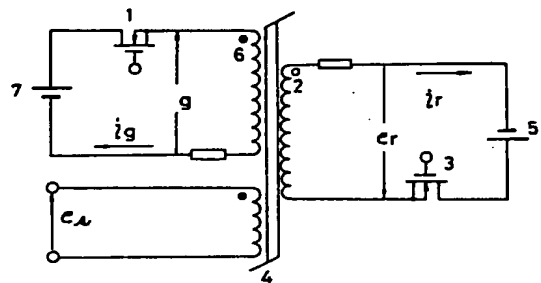
出願人 日立金属株式会社



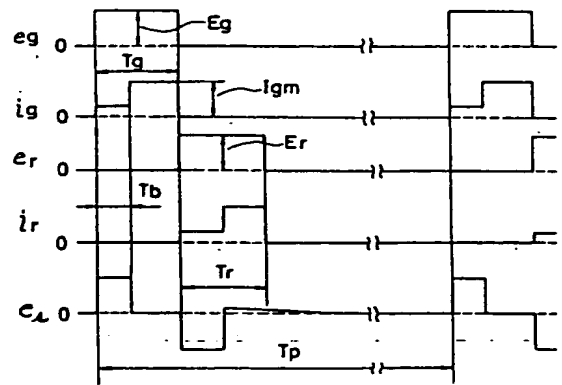
第3図



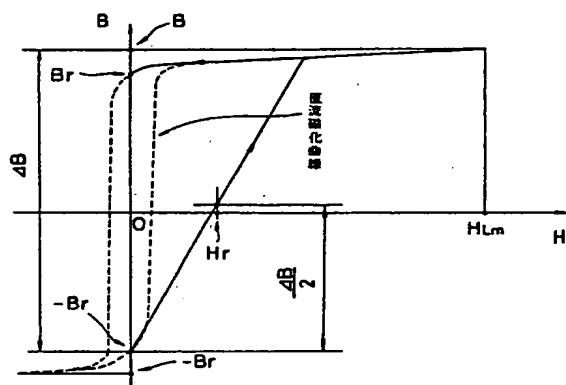
第4図



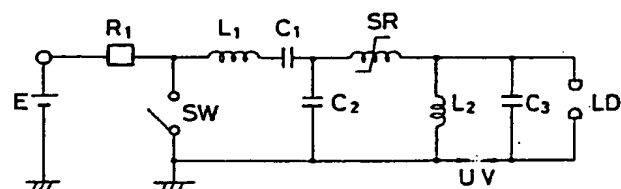
第5図



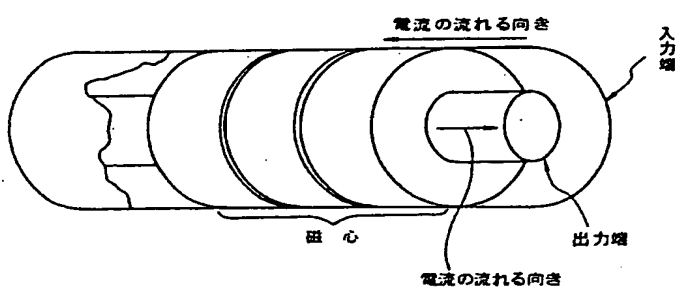
第 6 図



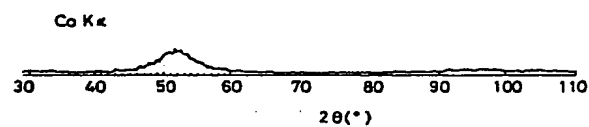
第 7 図



第 8 図



第 9 図



第 10 図

